



(12) 发明专利

(10) 授权公告号 CN 103201404 B

(45) 授权公告日 2016.05.25

(21) 申请号 201180054020.1

(74) 专利代理机构 上海专利商标事务所有限公
司 31100

(22) 申请日 2011.10.21

代理人 金明花

(30) 优先权数据

2010-252856 2010.11.11 JP

(51) Int. Cl.

G22C 38/50(2006.01)

(85) PCT国际申请进入国家阶段日

2013.05.09

G21D 7/06(2006.01)

G21D 9/02(2006.01)

(86) PCT国际申请的申请数据

PCT/JP2011/074290 2011.10.21

F16F 1/06(2006.01)

(87) PCT国际申请的公布数据

W02012/063620 JA 2012.05.18

(56) 对比文件

CN 101624679 A, 2010.01.13,

CN 101624679 A, 2010.01.13,

CN 101001969 A, 2007.07.18,

(73) 专利权人 日本发条株式会社

地址 日本神奈川县

审查员 刘锦霞

(72) 发明人 冈田秀树 丹下彰 丹后公一
住吉功

权利要求书1页 说明书15页 附图4页

(54) 发明名称

高强度弹簧钢、高强度弹簧的制造方法及高强度弹簧

(57) 摘要

高强度弹簧钢的特征是以质量%计含有C:0.38~0.44%、Si:2.00~2.30%、Mn:0.79~1.25%、Cr:0.10~0.43%、Ni:0.15~0.35%、Cu:0.15~0.35%、Ti:0.05~0.13%、P:0.02%以下、S:0.02%以下、Al:0.003~0.10%、N:0.002~0.012%、O:0.0002%以下、其余包含铁及不可避免的杂质,由下式(1)求得的作为脱碳性能的指标的Ac₃相变点在859℃以上885℃以下的范围,且由下式(2)求得的作为淬火性能的指标的最大淬火直径DI在70mm以上238mm以下的范围,且由下式(3)求得的作为弹簧性能的指标的回火硬度HRC在50以上55以下的范围。

B
CN 103201404
CN Ac₃=910-203×√C-15.2Ni+44.7Si+104V+31.5Mo+13.1W …(1)

DI=D₀×f_{Si}×f_{Mn}×f_P×f_S×f_{Cu}×f_{Ni}×f_{Cr} …(2)HR

C=38.99+17.48C+2.55Si-2.28Ni+2.37Cr+8.04

Ti …(3)其中,D₀=8.65×√C、f_{Si}=1+0.64×%Si、

f_{Mn}=1+4.10×%Mn、f_P=1+2.83×%P、

f_S=1-0.62×%S、f_{Cu}=1+0.27×%Cu、

f_{Ni}=1+0.52×%Ni、f_{Cr}=1+2.33×%Cr。

1. 高强度弹簧钢,其特征在于,以质量%计含有C:0.38~0.44%、Si:2.00~2.30%、Mn:0.99~1.22%、Cr:0.10~0.43%、Ni:0.15~0.35%、Cu:0.15~0.35%、Ti:0.09~0.13%、P:0.02%以下、但不包括0%、S:0.02%以下、但不包括0%、Al:0.003~0.10%、N:0.002~0.012%、O:0.002%以下、但不包括0%、其余包含铁及不可避免的杂质,

由下式(1)求得的作为脱碳性能的指标的 A_{c3} 相变点在859℃以上885℃以下的范围,且由下式(2)求得的作为淬火性能的指标的最大淬火直径DI在70mm以上238mm以下的范围,且由下式(3)求得的作为弹簧性能的指标的回火硬度HRC在50以上55以下的范围,大气耐久性以及耐氢脆性优异;

$$A_{c3}=910-203 \times \sqrt{C}-15.2Ni+44.7Si+104V+31.5Mo+13.1W \quad \cdots(1)$$

$$DI=D_0 \times f_{Si} \times f_{Mn} \times f_P \times f_S \times f_{Cu} \times f_{Ni} \times f_{Cr} \quad \cdots(2)$$

$$HRC=38.99+17.48C+2.55Si-2.28Ni+2.37Cr+8.04Ti \quad \cdots(3)$$

其中、 $D_0=8.65 \times \sqrt{C}$ 、 $f_{Si}=1+0.64 \times \%Si$ 、 $f_{Mn}=1+4.10 \times \%Mn$ 、 $f_P=1+2.83 \times \%P$ 、 $f_S=1-0.62 \times \%S$ 、 $f_{Cu}=1+0.27 \times \%Cu$ 、 $f_{Ni}=1+0.52 \times \%Ni$ 、 $f_{Cr}=1+2.33 \times \%Cr$ 。

2. 高强度弹簧的制造方法,其特征在于,将钢以热轧或冷轧加工成线材,卷制成形为所希望的螺旋弹簧形状,实施淬火回火的热处理,进行加温立定处理、温热喷丸硬化、预调处理,获得大气耐久性优异的弹簧,所述钢以质量%计含有C:0.38~0.44%、Si:2.00~2.30%、Mn:0.99~1.22%、Cr:0.10~0.43%、Ni:0.15~0.35%、Cu:0.15~0.35%、Ti:0.09~0.13%、P:0.02%以下、但不包括0%、S:0.02%以下、但不包括0%、Al:0.003~0.10%、N:0.002~0.012%、O:0.002%以下、但不包括0%、其余包含铁及不可避免的杂质,由下式(1)求得的作为脱碳性能的指标的 A_{c3} 相变点在859℃以上885℃以下的范围,且由下式(2)求得的作为淬火性能的指标的最大淬火直径DI在70mm以上238mm以下的范围,且由下式(3)求得的作为弹簧性能的指标的回火硬度HRC在50以上55以下的范围,大气耐久性以及耐氢脆性优异;

$$A_{c3}=910-203 \times \sqrt{C}-15.2Ni+44.7Si+104V+31.5Mo+13.1W \quad \cdots(1)$$

$$DI=D_0 \times f_{Si} \times f_{Mn} \times f_P \times f_S \times f_{Cu} \times f_{Ni} \times f_{Cr} \quad \cdots(2)$$

$$HRC=38.99+17.48C+2.55Si-2.28Ni+2.37Cr+8.04Ti \quad \cdots(3)$$

其中、 $D_0=8.65 \times \sqrt{C}$ 、 $f_{Si}=1+0.64 \times \%Si$ 、 $f_{Mn}=1+4.10 \times \%Mn$ 、 $f_P=1+2.83 \times \%P$ 、 $f_S=1-0.62 \times \%S$ 、 $f_{Cu}=1+0.27 \times \%Cu$ 、 $f_{Ni}=1+0.52 \times \%Ni$ 、 $f_{Cr}=1+2.33 \times \%Cr$ 。

3. 如权利要求2所述的方法,其特征在于,通过将所述线材利用热卷成形或冷卷成形卷制成形为上述所希望的螺旋弹簧形状,实施温热喷丸硬化,使最大剪切应力在1176MPa以上。

4. 如权利要求2所述的方法,其特征在于,在200℃以上300℃以下的范围进行所述温热喷丸硬化。

5. 高强度弹簧,其特征在于,使用权利要求2~4中任一项所述的方法制造。

高强度弹簧钢、高强度弹簧的制造方法及高强度弹簧

技术领域

[0001] 本发明涉及用于车辆用弹簧部件等的高强度弹簧钢、高强度弹簧的制造方法及由该方法制造的高强度弹簧。

背景技术

[0002] 受到以防止全球变暖为目的的环境评估,在汽车业界为了限制二氧化碳排放量,希望车体的轻量化。作为实现车体轻量化这一愿望的途径之一,有车体支撑用螺旋弹簧的高强度化。此外,另一方面,车体支撑用螺旋弹簧由于要置于严酷的腐蚀环境下,因此要求其具备耐久性。

[0003] 为了确保螺旋弹簧在腐蚀环境下的耐久性,进行了添加具备耐腐蚀性效果的Ni, Cr, Mo, V等合金元素来使材料的耐腐蚀性提高的研究开发,提出了各种技术方案。作为这样的使耐腐蚀性及耐延迟断裂性提高的方法,例如专利文献1记载的添加有Ni, Cr, Mo, V等昂贵合金元素的螺旋弹簧用高强度钢(以下、称为现有高Cr钢)由于随着使用环境越严酷,合金元素的添加量越多,因此原料成本升高。此外, Cr的大量添加不仅成本高,而且导致原料供给体制的不稳定,还有在物理上也存在使腐蚀坑的形状呈锐角的负面影响。即, Cr存在对全面腐蚀起到正面作用,但是对于腐蚀坑(孔蚀)起到负面作用的抉择关系,作为添加量,不清楚何值是Cr量的最优值。

[0004] 还有, Ni虽具有提高耐腐蚀性的作用及使锈的无定形组成增大来减小腐蚀坑的深宽比的作用,但是不仅导致成本大增,而且出产Ni的国家或地区分布不均匀,原料供给体制不稳定。

[0005] 基于这样的背景,进一步进行了消除上述不稳定因素的研究,提出了各种技术方案。例如在专利文献2中记载了以低Cr含量、低Ni含量得到了所希望的高强度的螺旋弹簧用高强度钢。在该专利文献2中提出为了实现低合金量的高强度弹簧钢,使用3个参数值 Ceq_1 , Ceq_2 , Ceq_3 规定构成元素的组成比。

[0006] 现有技术文献

[0007] 专利文献

[0008] 专利文献1:日本专利特开平7-173577号公报

[0009] 专利文献2:日本专利特开2009-046764号公报

发明内容

[0010] 但是,关于上述专利文献2记载的弹簧钢(以下,称为现有钢)的性能,本发明者进行进一步试验来作了调查,结果判明现有钢中包含腐蚀寿命未达到作为螺旋弹簧的实用水平的钢种。即明确了专利文献2的基于3个参数值 Ceq_1 , Ceq_2 , Ceq_3 的分析对于强度来说是充分,但对于腐蚀寿命(腐蚀耐久性)则是不够的。因此,就现有钢综合来看,存在未必可以说具备作为螺旋弹簧钢所必需且足够的性能的问题。

[0011] 本发明就是为了解决上述课题而完成的,目的是提供实现高强度化,且Ni, Cr, Mo,

V的合金元素的添加量少的低成本的高强度弹簧钢,而且该高强度弹簧钢在定义的组成比上耐腐蚀性及耐孔蚀性优异具有实用的腐蚀寿命,提供高强度弹簧的制造方法及高强度弹簧。

[0012] 本发明的高强度弹簧钢(以下、称为本发明钢)的特征是,以质量%计含有C:0.38~0.44%、Si:2.00~2.30%、Mn:0.79~1.25%、Cr:0.10~0.43%、Ni:0.15~0.35%、Cu:0.15~0.35%、Ti:0.05~0.13%、P:0.02%以下(不包括0%)、S:0.02%以下(不包括0%)、Al:0.003~0.10%、N:0.002~0.012%、O:0.0002%以下(不包括0%),其余包含铁及不可避免的杂质,由下式(1)求得的作为脱碳性能的指标的Ac₃相变点在859℃以上885℃以下的范围,且由下式(2)求得的作为淬火性能的指标的最大淬火直径DI在70mm以上238mm以下的范围、且由下式(3)求得的作为弹簧性能的指标的回火硬度HRC在50以上55以下的范围。

$$[0013] \quad Ac_3=910-203 \times \sqrt{C} -15.2Ni+44.7Si+104V+31.5Mo+13.1W \quad \dots(1)$$

$$[0014] \quad DI=D_0 \times f_{Si} \times f_{Mn} \times f_P \times f_S \times f_{Cu} \times f_{Ni} \times f_{Cr} \quad \dots(2)$$

$$[0015] \quad HRC=38.99+17.48C+2.55Si-2.28Ni+2.37Cr+8.04Ti \quad \dots(3)$$

[0016] 其中、 $D_0=8.65 \times \sqrt{C}$ 、 $f_{Si}=1+0.64 \times \%Si$ 、 $f_{Mn}=1+4.10 \times \%Mn$ 、 $f_P=1+2.83 \times \%P$ 、 $f_S=1-0.62 \times \%S$ 、 $f_{Cu}=1+0.27 \times \%Cu$ 、 $f_{Ni}=1+0.52 \times \%Ni$ 、 $f_{Cr}=1+2.33 \times \%Cr$ 。

[0017] 本发明的高强度弹簧的制造方法的特征是,将以质量%计含有C:0.38~0.44%、Si:2.00~2.30%、Mn:0.79~1.25%、Cr:0.10~0.43%、Ni:0.15~0.35%、Cu:0.15~0.35%、Ti:0.05~0.13%、P:0.02%以下(不包括0%)、S:0.02%以下(不包括0%)、Al:0.003~0.10%、N:0.002~0.012%、O:0.0002%以下(不包括0%),其余包含铁及不可避免的杂质,由下式(1)求得的作为脱碳性能的指标的Ac₃相变点在859℃以上885℃以下的范围,且由下式(2)求得的作为淬火性能的指标的最大淬火直径DI在70mm以上238mm以下的范围,且由下式(3)求得的作为弹簧性能的指标的回火硬度HRC在50以上55以下的范围的钢以热轧或冷轧加工成线材,卷制成形为所希望的螺旋弹簧形状,实施淬火回火的热处理,进行加温立定处理、温热喷丸硬化(日语:温热喷丸硬化し)、预调处理(日语:プリセツチング)。

$$[0018] \quad Ac_3=910-203 \times \sqrt{C} -15.2Ni+44.7Si+104V+31.5Mo+13.1W \quad \dots(1)$$

$$[0019] \quad DI=D_0 \times f_{Si} \times f_{Mn} \times f_P \times f_S \times f_{Cu} \times f_{Ni} \times f_{Cr} \quad \dots(2)$$

$$[0020] \quad HRC=38.99+17.48C+2.55Si-2.28Ni+2.37Cr+8.04Ti \quad \dots(3)$$

[0021] 其中、 $D_0=8.65 \times \sqrt{C}$ 、 $f_{Si}=1+0.64 \times \%Si$ 、 $f_{Mn}=1+4.10 \times \%Mn$ 、 $f_P=1+2.83 \times \%P$ 、 $f_S=1-0.62 \times \%S$ 、 $f_{Cu}=1+0.27 \times \%Cu$ 、 $f_{Ni}=1+0.52 \times \%Ni$ 、 $f_{Cr}=1+2.33 \times \%Cr$ 。

[0022] 本说明书中记载的用语如下定义。

[0023] 淬火系数D₀是由晶粒度和碳含量规定的系数,在计算最大淬火直径DI时使用。晶粒度号为No.7时,淬火系数D₀由 $8.65 \times \sqrt{C}$ 给出。即,淬火系数D₀的数值8.65从根本上是由晶粒度(Grain Size)No.7决定的系数。例如,该系数D₀在晶粒度(Grain Size)No.6时为9.40,在晶粒度(Grain Size)No.8时为7.95。

[0024] 附图的简单说明

[0025] 图1为分别示意地表示了从腐蚀坑的产生至龟裂的扩展的状况的截面示意图。

[0026] 图2为对比实施例和比较例,表示重复循环数与腐蚀减量的相关性的特性线图。

[0027] 图3为对比实施例和比较例,表示重复循环数与蚀坑的深宽比的相关性的特性线图。

[0028] 图4为表示在实施例试样产生的腐蚀坑的深度和发生频率的相关性的特性线图。

[0029] 图5为表示在比较例试样产生的腐蚀坑的深度与发生频率的相关性的特性线图。

[0030] 图6为至各种螺旋弹簧折损为止的次数与应力振幅的相关性的特性图。

[0031] 图7为各种螺旋弹簧的紧固应力与残余剪切应力的相关性的特性图。

[0032] 发明的具体实施方式

[0033] 以下、说明本发明的优选实施方式。

[0034] 本发明钢大致具有以下3个特征。

[0035] 第一,脱碳是左右弹簧性能的重要要素,是在决定成分上必须考虑的重要研究项目之一。作为研究脱碳的一个途径有规定两相区和奥氏体区边界的 Ac_3 相变点。该 Ac_3 相变点小则加热温度降低,而且即使是相同的加热温度也可以将至淬火前的允许温度设定得低,所以认为对脱碳是有益。由于现有高Cr钢的最佳成分时的 Ac_3 点为 $867^{\circ}C$,因此本发明钢为了至少达到与现有高Cr钢同等的 Ac_3 点,在确保弹簧性能(大气耐久性、应力松弛性、耐腐蚀性)、淬硬性、回火硬度的同时进行成分设计的研究。这里最佳成分不一定相当于上限值与下限值的中央的值(算术平均值)。最佳成分应通过综合评价弹簧性能、淬硬性、回火硬度来确定,还是较上限值和下限值的算术平均值稍低的值的情况多。其结果,本发明钢的最佳成分时的 Ac_3 点达到 $867^{\circ}C$,以不添加V、低Ni的成分就可得到与现有高Cr钢基本同等的脱碳性能。作为脱碳指标的 Ac_3 相变点用式(1)算出。脱碳的水平按照达到与现有高Cr钢相同的条件来调整。 Ac_3 相变点用式(1)算出,为众所周知的实验式。但是,这些成分不仅仅取决于脱碳,由于对耐腐蚀性及应力松弛起正面作用,因此在补充因减少Ni、V而耐腐蚀性及应力松弛劣化的问题的同时,按照 Ac_3 相变点和回火硬度达到与现有高Cr钢相同的条件来调整。

[0036] 第二,弹簧的硬度是左右弹簧性能的重要要素,无论弹簧的线径及大小如何都为均一的硬度是非常重要的。为此,必须考虑淬硬性进行研究。本发明中为了研究淬硬性而采用最大淬火直径DI。为了计算最大淬火直径DI,使用上述(2)式表示的H. Hollomon & L.D. Jaffe公式。

[0037] 第三,回火硬度确定螺旋弹簧的最终硬度,对弹簧性能的影响大,如果能够与现有高Cr钢相同的回火温度得到相同的硬度,则无需改变回火温度即可生产,因此在考虑弹簧的生产性上是重要的要素之一。回火硬度的计算使用上述(3)式。该式(3)是对过去进行过试验的不同钢种的试验结果进行多变量分析而求得的回归式(实验式)。与上述脱碳同样,钢成分的组成不仅仅取决于回火硬度,调整成综合满足耐腐蚀性及应力松弛性及 Ac_3 相变点及脱碳等的钢成分的组成。现有高Cr钢的回火温度 $T^{\circ}C$ 时的回火硬度在最佳成分时为52.5HRC。与此相对,本发明钢的相同的回火温度 $T^{\circ}C$ 时的回火硬度为52.6HRC。如上所述,按照以最佳成分得到相同的回火硬度的条件调整C、Si、Ni、Cr、Ti的量。

[0038] 以下列出具备这3个特征的本发明的高强度弹簧钢、高强度弹簧的制造方法及高强度弹簧。

[0039] (1)本发明的高强度弹簧钢的特征是,以质量%计含有C:0.38~0.44%、Si:2.00~2.30%、Mn:0.79~1.25%、Cr:0.10~0.43%、Ni:0.15~0.35%、Cu:0.15~0.35%、Ti:0.05~

0.13%、P:0.02%以下(不包括0%)、S:0.02%以下(不包括0%)、Al:0.003~0.10%、N:0.002~0.012%、O:0.0002%以下(不包括0%),其余包含铁及不可避免的杂质,由下式(1)求得的作为脱碳性能的指标的 A_{c3} 相变点在859℃以上885℃以下的范围,且由下式(2)求得的作为淬火性能的指标的最大淬火直径DI在70mm以上238mm以下的范围,且由下式(3)求得的作为弹簧性能的指标的回火硬度HRC在50以上55以下的范围。

$$[0040] \quad A_{c3}=910-203 \times \sqrt{C}-15.2Ni+44.7Si+104V+31.5Mo+13.1W \quad \cdots(1)$$

$$[0041] \quad DI=D_0 \times f_{Si} \times f_{Mn} \times f_P \times f_S \times f_{Cu} \times f_{Ni} \times f_{Cr} \quad \cdots(2)$$

$$[0042] \quad HRC=38.99+17.48C+2.55Si-2.28Ni+2.37Cr+8.04Ti \quad \cdots(3)$$

[0043] 其中, $D_0=8.65 \times \sqrt{C}$ 、 $f_{Si}=1+0.64 \times \%Si$ 、 $f_{Mn}=1+4.10 \times \%Mn$ 、 $f_P=1+2.83 \times \%P$ 、 $f_S=1-0.62 \times \%S$ 、 $f_{Cu}=1+0.27 \times \%Cu$ 、 $f_{Ni}=1+0.52 \times \%Ni$ 、 $f_{Cr}=1+2.33 \times \%Cr$ 。

[0044] 采用本发明,虽然合金元素的添加量少,但腐蚀环境下的腐蚀减量与现有高Cr钢几乎相同程度,或者在其以下。(图2)。

[0045] 还有,采用本发明,在腐蚀环境下产生的腐蚀坑的形状平缓,不易发生局部应力集中(图3)。

[0046] 还有,采用本发明,腐蚀环境下产生的腐蚀坑的深度浅,所以不易发生疲劳龟裂,腐蚀寿命提高。(图4、图5、图6)。

[0047] (2)本发明的高强度弹簧的制造方法的特征是,将以质量%计含有C:0.38~0.44%、Si:2.00~2.30%、Mn:0.79~1.25%、Cr:0.10~0.43%、Ni:0.15~0.35%、Cu:0.15~0.35%、Ti:0.05~0.13%、P:0.02%以下(不包括0%)、S:0.02%以下(不包括0%)、Al:0.003~0.10%、N:0.002~0.012%、O:0.0002%以下(不包括0%)、其余包含铁及不可避免的杂质,由下式(1)求得的作为脱碳性能的指标的 A_{c3} 相变点在859℃以上885℃以下的范围,且由下式(2)求得的作为淬火性能的指标的最大淬火直径DI在70mm以上238mm以下的范围,且由下式(3)求得的作为弹簧性能的指标的回火硬度HRC在50以上55以下的范围的钢以热轧或冷轧加工成线材,卷制成形成所希望的螺旋弹簧形状,实施淬火回火的热处理,进行加温立定处理、温热喷丸硬化、预调处理。

$$[0048] \quad A_{c3}=910-203 \times \sqrt{C}-15.2Ni+44.7Si+104V+31.5Mo+13.1W \quad \cdots(1)$$

$$[0049] \quad DI=D_0 \times f_{Si} \times f_{Mn} \times f_P \times f_S \times f_{Cu} \times f_{Ni} \times f_{Cr} \quad \cdots(2)$$

$$[0050] \quad HRC=38.99+17.48C+2.55Si-2.28Ni+2.37Cr+8.04Ti \quad \cdots(3)$$

[0051] 其中, $D_0=8.65 \times \sqrt{C}$ 、 $f_{Si}=1+0.64 \times \%Si$ 、 $f_{Mn}=1+4.10 \times \%Mn$ 、 $f_P=1+2.83 \times \%P$ 、 $f_S=1-0.62 \times \%S$ 、 $f_{Cu}=1+0.27 \times \%Cu$ 、 $f_{Ni}=1+0.52 \times \%Ni$ 、 $f_{Cr}=1+2.33 \times \%Cr$ 。

[0052] 热卷弹簧经线材加热→卷制(成形为螺旋弹簧形状)→淬火→回火→加温立定处理→温热喷丸硬化→预调处理→化学转化处理→涂装这一系列的工序制造。另一方面,冷卷弹簧经淬火回火线材→卷制→去应力退火→加温立定处理→温热喷丸硬化→预调处理→化学转化处理→涂装这一系列的工序制造。

[0053] 采用本发明,尽管是Ni, Cr, Mo, V等昂贵合金元素减少的材料,但是与现有钢相比,在本发明的范围内的钢种中可以抑制由组成比的差异造成的腐蚀寿命(腐蚀耐久性)的降低。

[0054] (3)在上述(2)中,通过将上述线材利用热卷成形或冷卷成形卷制成形为上述所希望的螺旋弹簧形状,实施温热喷丸硬化,藉此使最大剪切应力在1176MPa以上。

[0055] 采用本发明,通过实施温热喷丸硬化,残留于表层部的残余压缩应力提高,可以使最大剪切应力提高至1176MPa以上的水平。还有,无法无限制地增大螺旋弹簧钢的最大剪切应力,基于制造上的各种制约因素其上限值为1400MPa左右。

[0056] (4)在上述(2)或(3)的任一项中,较好是在200℃以上300℃以下的范围进行温热喷丸硬化。

[0057] 低于200℃的温度下无法获得温热喷丸硬化的效果或者其效果不充分。另一方面,超过300℃的温度时,必须再加热或者不易温度控制。

[0058] (5)本发明的高强度弹簧的特征是,使用上述(2)至(4)的任一种方法制造。本发明的高强度弹簧可以应用于热卷成形的螺旋弹簧及冷卷成形的螺旋弹簧的任一种。

[0059] 以下、对各种成分元素的优选范围和其理由进行说明。

[0060] (1)C:0.38~0.44%

[0061] 碳(C)必含于钢中,有助于淬火·回火后的强度和硬度的提升。从确保必要的强度的观点出发,0.38%以上的C量的添加是必须的,更好是添加0.39%以上的C量。另一方面,如果C量过多则腐蚀坑的深宽比增大,腐蚀坑形状变锐利,导致向腐蚀坑的应力集中增大,还有钢中基体的韧性变差导致耐氢脆性也变差。其结果,如果C量过剩则腐蚀耐久性劣化,因此使上限值为0.44%,更好是0.43%。

[0062] (2)Si:2.00~2.30%

[0063] Si作为固溶强化元素有助于强度提升,也使耐力提高。因此,如果Si量过少则基体强度不足。还有,Si通过使回火时的碳化物析出温度移至高温侧,使回火脆性区域移至高温侧,藉此也具有使耐氢脆性提高的作用。为了得到这些效果,必须添加2.00%以上。但是,如果Si量过剩,则会助长脱碳使加工性恶化,因此使上限为2.30%。优选为2.20%。

[0064] (3)Mn:0.79~1.25%

[0065] Mn是使平衡状态图中的奥氏体区扩大的元素,对稳定地抑制铁素体脱碳有效。此外,还具有使作为夹杂物生成原因的S无害化的效果。为了获得这些效果,必须添加0.79%以上。但是,如果Mn量过剩,则钢基体的韧性变差,导致耐氢脆性劣化,其结果腐蚀耐久性劣化,因此使上限值为1.25%。更好是使Mn量的上限值为1.00%。

[0066] (4)Cr:0.1~0.43%

[0067] Cr具有利用固溶强化使钢的基体强化,还有使淬硬性提高的作用。为了得到这些效果必须添加0.10%以上。但是,Cr会降低腐蚀坑底部的PH值使腐蚀坑的深宽比增大(坑形状变锐利)而导致腐蚀耐久性劣化,因此使上限值为0.43%。更好是使Cr量的上限值为0.30%以下。

[0068] (5)Ni:0.15~0.35%

[0069] Ni与Cu同样具有提高耐腐蚀性的作用及使锈的无定形组成增大而减小腐蚀坑的深宽比的作用。为了得到这些效果,必须添加0.15%以上。但是,如果Ni量过剩则会导致成本增大,因此使上限值为0.35%。更好是使Ni量的上限值为0.25%以下。

[0070] (6)Cu:0.15~0.35%

[0071] Cu是在电化学上离子化倾向高于铁的金属元素,具有提高钢的耐腐蚀性的作用。

而且Cu会使在腐蚀中产生的锈的无定形组成增大,具有抑制作为腐蚀原因之一的氯(Cl)在腐蚀坑底部凝缩的作用。依靠该作用,控制腐蚀坑的深宽比,缓和应力集中,提高腐蚀耐久性。为了得到这些效果必须添加0.15%以上。但是,若Cu量过剩则有时发生热轧开裂,因此使上限值为0.35%。更好是使Cu量的上限值为0.25%。

[0072] (7)Ti:0.05~0.13%

[0073] Ti将淬火·回火后的原奥氏体晶粒微细化,对提高大气耐久性及耐氢脆性有效。为了得到这些效果必须添加0.05%以上(优选0.07%以上)。但是,若Ti量过剩则粗大的Ti氮化物析出使疲劳特性劣化,因此使上限值为0.13%。更好是使Ti量的上限值为0.11%。

[0074] (8)推荐限制含量的杂质元素

[0075] Al、P、S、O、N是在制钢工序中进入钢中的杂质元素,推荐限制它们的含量。从弹簧性能和制造设备能力的角度出发对这些杂质元素的优选允许含量分别如下规定。

[0076] (8-1)Al:0.003~0.10%

[0077] Al是作为钢水处理时的脱氧剂起作用的元素。还有,Al形成微细的铝氮化物,具有利用其钉扎效应使晶粒微细化的效果。为了得到这些效果,必须添加至少0.003%以上的Al量。更好是添加0.005%以上的Al量。

[0078] 但是,若Al量过剩则形成粗大的铝氮化物(AlN),对疲劳特性带来不良影响,因此使上限值为0.10%。更好是使Al量的上限值为0.03%。

[0079] (8-2)P:0.02%以下(不包括0%)

[0080] P是偏析于原奥氏体晶界使晶界脆化而导致疲劳特性降低的元素。因此,最好是使P量尽可能低,为了获得通常水平的疲劳特性,较好是控制在0.02%以下,为了获得更高水平的疲劳特性更好是控制在0.01%以下。

[0081] (8-3)S:0.02%以下(不包括0%)

[0082] S与P同样是偏析于原奥氏体晶界使晶界脆化而导致疲劳特性降低的元素。因此最好是使S量尽可能低,为了获得通常水平的疲劳特性,较好是控制在0.02%以下,为了获得更高水平的疲劳特性更好是控制在0.01%以下。

[0083] (8-4)O:0.002%以下(不包括0%)

[0084] 氧(O)是使氧化物类夹杂物生成,使疲劳特性降低的元素。若O量过剩则生成氧化铝(Al_2O_3)等粗大的氧化物类夹杂物,使疲劳特性显著降低。因此最好是使O量尽可能低,为了得到通常水平的疲劳特性,较好是抑制在0.002%以下。

[0085] (8-5)N:0.002~0.012%

[0086] 氮(N)与Al一起形成氮化物,有助于晶粒的微细化。为此必须添加0.002%以上。但是,若N量过剩则与Ti及Al一起形成粗大的氮化物,无法获得防止晶粒粗大化的效果,使TiN系夹杂物生成,导致疲劳特性降低,因此使N量的上限值为0.012%。更好是使N量的上限值为0.010%。

[0087] (9)Ac₃相变点

[0088] 如果Ac₃相变点低则加热温度低就可以了,对脱碳有利。反之,如果假定加热温度相同,则可以将至淬火前的允许温度设定得低,因此认为对脱碳有利。

[0089] 参照表1说明与Ac₃相变点相关的本发明钢的成分设计的一例。

[0090] 本发明钢以现有高Cr钢的组成为基础进行成分的基本设计,而且以Ac₃点的最优

值达到与现有高Cr钢同等程度的Ac₃点的最优值为目标进行成分的详细设计。即,由于现有高Cr钢在最佳成分(C:0.41%,Si:1.75%,Ni:0.5%,V:0.16%)时的Ac₃点为867.3°C,因此按照至少达到与现有高Cr钢同等程度的Ac₃点的条件,在确保弹簧性能(大气耐久性、应力松弛性、腐蚀耐久性)、淬硬性、回火硬度(进行保持作为高强度弹簧钢的性能水平的确认)的同时进行本发明钢的成分设计的研究。其结果,本发明钢在最佳成分(C:0.415%,Si:2.05%,Ni:0.2%,V未添加)时的Ac₃点达到867.8°C,本发明钢能够以未添加V、低Ni量得到与现有高Cr钢实质同等的脱碳性能。这里“最优值”是指在从Ac₃点的最小值至最大值之间得到最好的弹簧特性的理想的成分组成。该最优值不一定相当于最小值与最大值的中央的值(算术平均值)。最优值还是较最小值与最大值的算术平均值低的情况多。

[0091] 如上所述,Ac₃点是作为钢的脱碳性能的指标的重要要素。Ac₃点由下式(1)给出。式中的记号为钢中元素的含量(质量%)。

$$[0092] \quad Ac_3 = 910 - 203 \times \sqrt{C} - 15.2Ni + 44.7Si + 104V + 31.5Mo + 13.1W \quad \dots (1)$$

[0093] Ac₃点达到859°C时的本发明钢的成分设计的一例为C:0.44%,Si:2.0%,Ni:0.35%,V未添加。此外,Ac₃点达到885°C时的本发明钢的成分设计的一例为C:0.38%,Si:2.3%,Ni:0.15%,V未添加。

[0094] Ac₃点达到867°C时的本发明钢的最佳成分设计的一例为C:0.415%,Si:2.05%,Ni:0.20%,V未添加。

[0095] 另一方面,在现有高Cr钢中,Ac₃点达到861°C时的现有高Cr钢的成分设计的一例为C:0.42%,Si:1.70%,Ni:0.6%,V:0.15%。此外,Ac₃点达到886°C时的现有高Cr钢的成分设计的一例为C:0.38%,Si:1.90%,Ni:0.3%,V:0.20%。还有,Ac₃点达到867.3°C时的现有高Cr钢的最佳成分设计的一例为C:0.41%,Si:1.75%,Ni:0.5%,V:0.16%。

[0096] [表1]

[0097] 表1:与Ac₃相变点相关的成分设计的计算例

[0098]

类别	向 Ac ₃ 点的应用	成分				Ac ₃ 相变点 (°C)
		C	Si	Ni	V	
本发明钢	最小	0.44	2.0	0.35	0	859
本发明钢	最大	0.38	2.3	0.15	0	885
本发明钢	最优	0.415	2.05	0.2	0	867.8
现有高Cr钢	最小	0.42	1.7	0.6	0.15	861
现有高Cr钢	最大	0.38	1.9	0.3	0.2	886
现有高Cr钢	最优	0.41	1.75	0.5	0.16	867.3

[0099] (10)淬硬性

[0100] 弹簧的硬度是左右弹簧性能的重要的要素,重要的是无论弹簧的线径或大小如何都为均一的硬度。为此,必须考虑淬硬性进行研究。为了评价淬硬性,使用将圆棒水淬时中心部分的50%以上可以马氏体转变时的最大直径DI。

[0101] 参照表2说明与淬硬性相关的本发明钢的成分设计的一例。

[0102] 本发明钢以现有高Cr钢的组成为基础进行成分的基本设计,而且以最大直径DI的最优值达到与现有高Cr钢同等程度的最大直径DI的最优值为目标进行成分的详细设计。即,使用下式(2)给出的H.Hollomon&L.D.Jaffe公式求出最大直径DI。

[0103] $DI=D_0 \times f_{Si} \times f_{Mn} \times f_P \times f_S \times f_{Cu} \times f_{Ni} \times f_{Cr} \quad \dots(2)$

[0104] 其中, $D_0=8.65 \times \sqrt{C}$, $f_{Si}=1+0.64 \times \%Si$, $f_{Mn}=1+4.10 \times \%Mn$, $f_P=1+2.83 \times \%P$, $f_S=1-0.62 \times \%S$, $f_{Cu}=1+0.27 \times \%Cu$, $f_{Ni}=1+0.52 \times \%Ni$, $f_{Cr}=1+2.33 \times \%Cr$ 。

[0105] 本发明中,较好是按照由上式(2)确定的最大直径DI达到70~238mm的范围的条件进行成分设计。如果DI值在70mm以下则无法获得螺旋弹簧所要求的所需的淬火。另一方面,若DI值超过238mm,则在淬火时有可能发生开裂。

[0106] 最大直径DI达到70mm时的本发明钢的成分设计的一例为C:0.38%,Si:2.0%,Mn:0.79%,P:0%,S:0%,Cr:0.1%,Ni:0.15%,Cu:0.15%,V未添加。此外,最大直径DI达到238mm时的本发明钢的成分设计的一例为C:0.44%,Si:2.3%,Mn:1.25%,P:0.02%,S:0.02%,Cr:0.43%,Ni:0.35%,Cu:0.35%,V未添加。

[0107] 还有,最好是以最大直径DI的最优值115mm作为目标,使最大直径DI在115±10mm(105-125mm)的范围。最大直径DI达到115mm时的本发明钢的成分设计的一例为C:0.415%,Si:2.05%,Mn:1.00%,P:0.009%,S:0.006%,Cr:0.2%,Ni:0.2%,Cu:0.2%,V未添加。

[0108] 另一方面,现有高Cr钢(现有钢)中,最大直径DI达到63mm时的现有高Cr钢的成分设计的一例为C:0.38%,Si:1.7%,Mn:0.1%,P:0%,S:0%,Cr:1.0%,Ni:0.3%,Cu:0.2%。最大直径DI达到189mm时的现有高Cr钢的成分设计的一例为C:0.42%,Si:1.9%,Mn:0.45%,P:0.02%,S:0.02%,Cr:1.1%,Ni:0.6%,Cu:0.3%。最大直径DI达到95mm时的现有高Cr钢的最佳成分设计的一例为C:0.41%,Si:1.75%,Mn:0.18%,P:0.009%,S:0.006%,Cr:1.04%,Ni:0.5%,Cu:0.22%。

[0109] [表2]

[0110] 表2:与淬硬性评价指数DI相关的成分设计的计算例

[0111]

类别	向 DI	成分								DI 值
		C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	V	

[0112]

	的应用									(mm)
本发明钢	最小	0.38	2.0	0.79	0	0	0.1	0.15	0.15	70
本发明钢	最大	0.44	2.3	1.25	0.02	0.02	0.43	0.35	0.35	238
本发明钢	最优	0.415	2.05	1	0.009	0.006	0.2	0.2	0.2	115
现有高Cr钢	最小	0.38	1.7	0.1	0	0	1.0	0.3	0.2	63
现有高Cr钢	最大	0.42	1.9	0.45	0.02	0.02	1.1	0.6	0.3	189
现有高Cr钢	最优	0.41	1.75	0.18	0.009	0.006	1.04	0.5	0.22	95

[0113] (11)回火硬度

[0114] 回火硬度将成为弹簧的最终硬度,对弹簧性能影响大。如果能以与现有高Cr钢相同的回火温度得到相同的硬度,则可以无需改变回火温度进行生产,因此在考虑弹簧的生产性时是重要要素。

[0115] 钢的回火硬度用洛氏硬度C标尺(HRC)评价。回火硬度HRC由下式(3)给出。

$$[0116] \quad HRC=38.99+17.48C+2.55Si-2.28Ni+2.37Cr+8.04Ti \cdots (3)$$

[0117] 该式(3)是对过去进行过试验的不同钢种的试验结果进行多变量分析而求得的回归式(实验式)。钢成分的组成不仅仅取决于回火硬度,调整成综合满足耐腐蚀性及应力松弛性及Ac₃相变点及脱碳等的钢成分的组成。

[0118] 参照表3说明与淬硬性相关的本发明钢的成分设计的一例。

[0119] 本发明钢以现有高Cr钢的组成为基础进行成分的基本设计,而且以回火硬度HRC的最优值达到与现有高Cr钢(现有钢)同等程度的回火硬度HRC的最优值作为目标进行成分的详细设计。

[0120] 现有高Cr钢的某回火温度T°C时的回火硬度在最佳成分时为52.5HRC。与此相对,本发明钢的最佳成分的相同回火温度T°C时的回火硬度为52.6HRC。如上所述,按照以最佳成分得到相同的回火硬度的条件分别调整C、Si、Ni、Cr、Ti的量。

[0121] 在本发明中,回火硬度优选48~58HRC的范围,最好是50~56HRC的范围。若回火硬度在48HRC以下,则无法获得螺旋弹簧所要求的所需的机械特性,弹簧易发生应力松弛。另一方面,若回火硬度超过58HRC则在弹簧的表面有损伤时容易受到不良影响,耐久性降低。

[0122] 回火硬度达到HRC54.3时的本发明钢的成分设计的一例为C:0.44%,Si:2.3%,Ni:0.35%,Cr:0.43%,Ti:0.13%。此外,回火硬度达到HRC50.6时的本发明钢的成分设计的一例为C:0.38%,Si:2.0%,Ni:0.15%,Cr:0.10%,Ti:0.05%。

[0123] 还有以回火硬度的最优值HRC52.6为目标,本发明钢的成分设计的一例为C:0.415%,Si:2.05%,Ni:0.20%,Cr:0.38%,Ti:0.09%。

[0124] 另一方面,在现有高Cr钢(现有钢)中,回火硬度达到HRC51.4时的现有高Cr钢的成分设计的一例为C:0.38%,Si:1.7%,Ni:0.60%,Cr:1.00%,Ti:0.05%。此外,回火硬度达到HRC53.8时的现有高Cr钢的成分设计的一例为C:0.42%,Si:1.9%,Ni:0.30%,Cr:1.10%,Ti:0.09%。还有以回火硬度的最优值HRC52.5为目标,现有高Cr钢的成分设计的一例为C:0.41%,Si:1.75%,Ni:0.50%,Cr:1.05%,Ti:0.07%。

[0125] [表3]

[0126] 表3:与回火硬度HRC相关的成分设计的计算例

[0127]

类别	向回火硬度的应用	成分					回火硬度
		C	Si	Ni	Cr	Ti	
本发明钢	最小	0.38	2.0	0.35	0.10	0.05	50.6
本发明钢	最大	0.44	2.3	0.15	0.43	0.13	54.3
本发明钢	最优	0.415	2.05	0.2	0.38	0.09	52.6
现有高Cr钢	最小	0.38	1.7	0.6	1.0	0.05	51.4
现有高Cr钢	最大	0.42	1.9	0.3	1.1	0.09	53.8
现有高Cr钢	最优	0.41	1.75	0.5	1.05	0.07	52.5

[0128] (12)腐蚀减量

[0129] 腐蚀减量是用于评价材料对全面腐蚀的耐久性的一种判断基准。通常、对于金属材料存在全面腐蚀(腐蚀减量)大时腐蚀坑(孔蚀)的发生频率小,全面腐蚀(腐蚀减量)小时腐蚀坑(孔蚀)的发生频率大的抉择关系。例如,Cr的添加对全面腐蚀起正面作用,但对腐蚀坑(孔蚀)起负面作用。

[0130] (13)腐蚀坑的发生频率和深度

[0131] 腐蚀坑的发生频率等使用基准化变量 y 进行评价。对本发明钢和现有高Cr钢调查了腐蚀坑的发生频率和深度的关系,其结果分别示于后述的图4和图5。这里,基准化变量 y 是指在用于金属材料的夹杂物评价的极值统计(使用累积分布函数及双指数分布函数的统计方法)中使用双指数分布函数的方法中算出的变量。通过将算出的基准化变量 y 依次记入极值统计图表中,确定极值统计图表中的标绘点群的斜率。从该斜率可以掌握发生频率(本实施方式中是取代夹杂物的腐蚀坑的发生频率)。关于使用双指数分布的基准化变量 y 的极值统计的方法,详细地记载于“金属疲劳微小缺陷和夹杂物的影响(金属疲劳微小欠陥と介在物の影響);村上敬宜著;养贤堂(養賢堂)发行;附录Ap233-p239”。

[0132] 参照图1说明从腐蚀坑的产生至龟裂扩展的机理。

[0133] 如果在构成弹簧的钢的表面因腐蚀性强的溶质离子浓缩等原因发生局部的电化学反应,则如图1的(a)所示,产生小的凹状的腐蚀坑。该初期的腐蚀坑如图1(b)所示,成长变深时,则会在坑的底部产生局部应力集中,如图1(c)所示产生小龟裂。再由于重复应力,如图1(d)所示,龟裂扩展最终至弹簧断裂。

[0134] 延缓因腐蚀产生的蚀坑的产生和生长,或者控制其形状会延缓从蚀坑底开始的龟裂的发生,其结果腐蚀疲劳寿命增长。

[0135] 腐蚀坑的宽度可以在金属显微镜的观察视野内测定。

[0136] 还有,腐蚀坑的深度也可以在金属显微镜的观察视野内测定。

[0137] 可以使用测得的腐蚀坑的深度和宽度求出坑形状。

[0138] (14)大气耐久性

[0139] 将弹簧材料暴露于大气中时的大气耐久性也是重要的评价项目之一。大气耐久性试验是在大气中向压缩的方向负载重复载荷直至弹簧断裂(折损)的试验。至弹簧折损为止的重复次数越多评价为大气耐久性优异的材料。

[0140] (15)应力松弛性能

[0141] 应力松弛性能是弹簧材料的重要评价项目。螺旋弹簧的应力松弛性能通过向弹簧施加压缩载荷的紧固试验测定。紧固试验中,将弹簧置于规定条件(压缩载荷、时间、温度)下,测定在解除载荷时原先的形状回复到何种程度,进行评价。

[0142] (16)腐蚀耐久试验

[0143] 腐蚀耐久试验是以盐水喷雾试验→疲劳试验→恒温恒湿槽保持每1天1次循环,将该循环重复至未涂装的螺旋弹簧折损(断裂)的试验。盐水喷雾试验是对未涂装的螺旋弹簧喷雾30分钟的5%NaCl水溶液的试验(按照JIS Z2371)。疲劳试验是对未涂装的螺旋弹簧激振3000次(重复交替载荷)的试验。恒温恒湿槽是将疲劳试验后的弹簧在室温(23~25°C)下以相对湿度50~60%的状态保持23小时的容器。恒温恒湿槽保持后,螺旋弹簧再次被供至盐水喷雾试验。

[0144] (17)弹簧的制造方法

[0145] 本发明可适用于热卷螺旋弹簧和冷卷螺旋弹簧两者。

[0146] 热卷螺旋弹簧经下述工序制造。

[0147] 线材加热(高频加热)→卷制(成形为螺旋弹簧形状)→淬火(油淬火)→回火→加温立定处理→温热喷丸硬化→水冷→预调处理→化学转化处理→涂装

[0148] 冷卷螺旋弹簧经下述工序制造。

[0149] 淬火回火线材→卷制(成形为螺旋弹簧形状)→去应力退火→加温立定处理→温热喷丸硬化→预调处理→化学转化处理→涂装

实施例

[0150] 以下,参照附图和表例举实施例,将本发明与比较例及参照例作对比,同时进行具体说明。但,本发明并不仅限于以下的实施例,在能够适合本发明的课题及目的的范围内可加以各种变更来实施。

[0151] 使用表4和表5所示的组成的比较例1~4(钢种A~D)、实施例1~7(钢种E~K)及参考例1,2(钢种L,M)的各钢种分别制造表6所示的热卷螺旋弹簧及冷卷螺旋弹簧。这里,比较例的钢种A~D是再现专利文献2记载的组成比的现有钢。此外,参考例的钢种L,M是再现专利文献1记载的组成比的现有高Cr钢。

[0152] 热卷螺旋弹簧通过具有线材加热(在980°C以上高频加热或炉内加热)→卷制(成形为螺旋弹簧形状)→淬火(油淬火)→回火(约390°C)→加温立定处理→温热喷丸硬化→水冷→预调处理→化学转化处理→涂装的工序的热卷加工工艺制造。

[0153] 冷卷螺旋弹簧通过具有淬火回火线材→卷制(成形为螺旋弹簧形状)→去应力退火(约380°C)→加温立定处理→温热喷丸硬化→预调处理→化学转化处理→涂装的工序的冷卷加工工艺制造。

[0154] 加温立定处理是在250°C的温度下向弹簧加压至产生1300MPa的应力,使弹簧塑性变形。

[0155] 预调处理是在室温下向弹簧加压至产生1300MPa的应力,使弹簧塑性变形。

[0156] 化学转化处理进行生成磷酸锌系被膜的处理。

[0157] 涂装进行静电涂装。

[0158] 表5中的3个参数值 C_{eq1} , C_{eq2} , C_{eq3} 是确定使用下式(4),(5),(6)分别得到的专利文献2记载的现有钢的参数。

[0159] $C_{eq1}=[C]+0.11[Si]-0.07[Mn]-0.05[Ni]+0.02[Cr]$ …(4)

[0160] $C_{eq2}=[C]+0.30[Cr]-0.15[Ni]-0.70[Cu]$ …(5)

[0161] $C_{eq3}=[C]-0.04[Si]+0.24[Mn]+0.10[Ni]+0.20[Cr]-0.89[Ti]-1.92[Nb]$ …(6)

[0162] [表4]

[0163] 表4

[0164]

类别	钢种	成分 (质量%)											
		C	Si	Mn	Cu	Ni	Cr	Ti	Al	P	S	N (ppm)	O (ppm)
比较例 1	A	0.41	2.18	0.79	-	-	0.21	0.071	0.1 \geq	0.02 \leq	0.02 \leq	70	8
比较例 2	B	0.41	2.18	0.77	0.16	0.20	-	0.069	0.1 \geq	0.02 \leq	0.02 \leq	70	8
比较例 3	C	0.41	2.20	0.81	-	0.30	0.21	0.072	0.1 \geq	0.02 \leq	0.02 \leq	70	8
比较例 4	D	0.40	2.19	0.78	0.31	0.20	0.20	0.072	0.1 \geq	0.02 \leq	0.02 \leq	20	5
实施例 1	E	0.42	2.22	1.22	0.25	0.25	0.19	0.095	0.035	0.02 \leq	0.02 \leq	70	8
实施例 2	F	0.41	2.10	1.04	0.25	0.26	0.40	0.090	0.035	0.02 \leq	0.02 \leq	70	8
实施例 3	G	0.40	2.15	1.00	0.22	0.24	0.36	0.096	0.035	0.02 \leq	0.02 \leq	70	8
实施例 4	H	0.41	2.09	0.99	0.24	0.24	0.37	0.097	0.035	0.02 \leq	0.02 \leq	70	8
实施例 5	I	0.42	2.19	0.98	0.23	0.25	0.19	0.091	0.035	0.02 \leq	0.02 \leq	70	8
实施例 6	J	0.43	2.20	1.21	0.25	0.25	0.20	0.095	0.035	0.02 \leq	0.02 \leq	70	8
实施例 7	K	0.41	2.10	1.04	0.25	0.26	0.40	0.090	0.035	0.02 \leq	0.02 \leq	70	8
参考例 1	L	0.41	1.75	0.18	0.25	0.45	1.05	0.083	0.035	0.02 \leq	0.02 \leq	70	8

[0165] [表5]

[0166] 表5

[0167]

类别	钢种	腐蚀寿命(%)	Ceq1	Ceq2	Ceq3
比较例1	A	83	0.599	0.473	0.491
比较例2	B	86	0.586	0.268	0.466
比较例3	C	86.7	0.585	0.428	0.524
比较例4	D	92	0.580	0.213	0.496
实施例1	E	102			
实施例2	F	106			
实施例3	G	106			
实施例4	H	101			
实施例5	I	105			
实施例6	J	107			
实施例7	K	106			
参考例1	L	100			

[0168] [表6]

[0169] 表6

[0170]

加工的种类	线径 (mm)	平均直径 (mm)	自由长度 (mm)	有效卷数	弹簧常数 (N/mm)
-------	------------	--------------	--------------	------	----------------

[0171]

热卷加工	12.5	110.0	382.0	5.39	33.3
冷卷加工	10.8	108.3	380.5	4.69	22.4

[0172] 用以下的各种试验分别评价这些螺旋弹簧。

[0173] [腐蚀减量试验]

[0174] 复合循环试验模式

[0175] 以盐水喷雾(35°C、5%NaCl)8hr→恒温恒湿(35°C、60R.H.)16hr为1个循环,实施至14循环。

[0176] 试验片形状:Φ10mm、长度100mm

[0177] 试验片硬度:53.5HRC

[0178] 在7,14次循环后用显微镜测定重量及腐蚀坑形状,整理后的结果。

[0179] 试验结果:

[0180] 对实施例弹簧和比较例弹簧分别调查循环数和腐蚀减量的关系的结果示于图2。图中的特性线E1表示实施例的结果,特性线C1表示比较例的结果。

[0181] 由这些结果可以确认实施例具备不逊于合金元素的添加量多的比较例的耐腐蚀性。

[0182] [腐蚀坑形状的评价试验]

[0183] 腐蚀坑的形状可以利用通过实施以下的腐蚀试验求得的深宽比来确定。

[0184] 将圆棒在温度960°C加热10分钟后,用温度70°C的油冷却进行油淬火,接着在温度340°C加热60分钟进行回火后,切削圆棒使得直径达到12.5mm~10mm。

[0185] 按照JIS Z2371在35°C下向该试验片喷雾5质量%的NaCl水溶液8小时,其后将试验片保持在湿度60%及温度35°C的湿润环境中16小时,以此为1循环,将此总共进行14循环。

[0186] 在常温下将试验片浸于规定的除锈液,除去在盐水喷雾产生的锈。接着,用激光显微镜观察试验片表面的腐蚀坑,从在试验片表面观察的腐蚀坑中,从深度大的坑起依次选择20个以上的腐蚀坑,这些腐蚀坑的深宽比由下式(7)算出。

[0187] 深宽比=(腐蚀坑的深度×2)/(腐蚀坑的宽度)···(7)

[0188] 通常、钢铁材料的腐蚀坑的深宽比为1.0左右。

[0189] 试验结果:

[0190] 对实施例和比较例分别调查循环数和腐蚀坑的深宽比的关系的结果示于图3。图中的特性线E2表示实施例的结果,特性线C2表示比较例的结果。

[0191] 从这些结果可以确认,实施例与比较例相比,腐蚀坑的深宽比小,腐蚀坑的形状比较例的平缓。该结果可以认为实施例显示出了基于低Cr的孔蚀抑制效果。因为一般认为Cr是与Fe等相比在形成氢氧化物时,腐蚀坑底(前端)的pH降低,容易促进孔蚀的元素。

[0192] 对实施例和比较例调查腐蚀坑深度和其发生频率的关系的结果分别示于图4和图5。腐蚀坑的发生频率使用上述基准化变量y进行评价。图4中用特性线E3表示实施例的结果。图5中用特性线C3表示比较例的结果。

[0193] 将两图对比可知,实施例的特性线E3的斜率较比较例的特性线C3的斜率大。由此可知,实施例中浅腐蚀坑的发生频率高,与此相对比较例中深腐蚀坑的发生频率高。换言之,实施例中深腐蚀坑的发生频率低。

[0194] [弹簧硬度]

[0195] 51.5HRC(2.75HBD):大气耐久试验用、紧固试验用

[0196] 53.5HRC(2.65HBD):腐蚀耐久试验

[0197] 调整至相同的硬度,对现有钢和本发明钢的弹簧性能进行相比较。

[0198] [淬火性的评价]

[0199] 钢的淬火性能用DI值评价。

[0200] 比较例的最佳成分的DI值在晶粒度7号时为95mm。与此相对,实施例的最佳成分的DI值在相同的晶粒度7号时为115mm。由该结果可以确认,实施例虽然是低Ni,但也分别满足所希望的弹簧性能、脱碳性、回火硬度,同时还可以确保与比较例同等以上的淬火性。

[0201] [大气耐久试验]

[0202] 实施使平均载荷及变动载荷变化的试验,将平均剪切应力 τ_m 换算成735MPa的结果示于图6。图中黑色菱形图案表示参考例1的结果、白色菱形图案表示比较例的结果、三角图案表示实施例的结果。

[0203] 由这些结果可以确认,实施例的大气寿命与比较例相比,冷卷弹簧、热卷弹簧都在同等以上。

[0204] [紧固试验]

[0205] 紧固试验条件

[0206] 试验应力(最大剪切应力):1176MPa、1225MPa、1274MPa

[0207] 紧固温度、时间:80°C、96小时

[0208] 应力松弛性能(残余剪切应力 γ): $\gamma = 8D/\pi Gd^3 \times (P1-P2)$

[0209] 表示弹簧的应力松弛性能的试验结果示于图7。图中菱形图案表示参考例1的结果,三角图案表示实施例的结果。

[0210] 根据这些结果,实施例和参考例1的应力松弛性能几乎同等。冷卷弹簧与热卷弹簧相比应力松弛大一些,这结果实施例和参考例1都是相同的。

[0211] [腐蚀耐久试验]

[0212] 腐蚀耐久试验使用未涂装的螺旋弹簧进行,因此是以评价材料本身的性能和基于弹簧的制造过程的性能为目的的试验。腐蚀耐久试验是如上所述以盐水喷雾试验→疲劳试验→恒温恒湿槽保持为每1天1次循环、将至螺旋弹簧折损为止的重复次数作为腐蚀寿命来评价的试验。腐蚀寿命以参考例1作为基准值(100%),为了与基准值的相对比较以百分率表示。

[0213] 表5示出了实施例、比较例、参考例的各钢种的腐蚀耐久试验结果。根据这些试验结果,在冷卷弹簧和热卷弹簧均可以分别确认,实施例的钢种的腐蚀耐久性与参考例的现有高Cr钢相比在同等以上,不像比较例的现有钢那样含有低腐蚀寿命的钢种。

[0214] 以下例举本发明的基本优点。

[0215] (i)由3个参数值 A_{c3} ,DI,HRC定义的组成比为腐蚀寿命长,且高强度。

[0216] (ii)材料成本低廉。

[0217] (iii)不易受稀有金属市场的价格变化的影响,材料供给体制稳定化。

[0218] (iv)节省资源。

[0219] 采用本发明,尽管是与现有钢同等或在其之下的Ni,Cr,Mo,V等昂贵合金元素的添

加量,但能够得到不逊于现有钢的同等程度的弹簧性能,而且不含有腐蚀寿命差的组成的钢。

[0220] 使用本发明钢进行弹簧的评价是,得到由3个参数值 A_{c3} ,DI,HRC定义的组成比的大气耐久性、耐应力松弛性、耐腐蚀耐久性与现有钢同等或在其之上的试验结果。

[0221] 以下例举本发明的性能方面的优点。

[0222] (a)尽管Ni,Cr,Mo,V等合金元素的添加量少但在腐蚀环境下的腐蚀减量与现有钢几乎同程度或在其之下。

[0223] (b)在腐蚀环境下产生的腐蚀坑的形状平缓,不易发生局部应力集中。

[0224] (c)在腐蚀环境下产生的腐蚀坑的深度浅,因此不易发生疲劳龟裂,腐蚀寿命提高。

[0225] (d)本发明对热卷弹簧和冷卷弹簧均适用。

[0226] 如上所述,本发明钢与现有钢相比,不添加V,且低Ni、低Cr,但是腐蚀减量与现有钢几乎同程度或在其之下,腐蚀减量不会随着组成比的变化而变大。此外,本发明钢的腐蚀坑形状平缓,腐蚀坑深度浅。

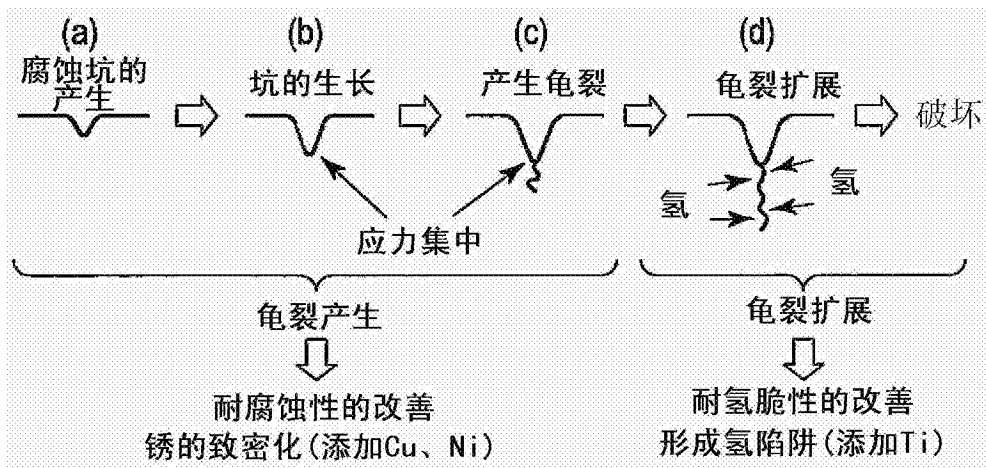


图1

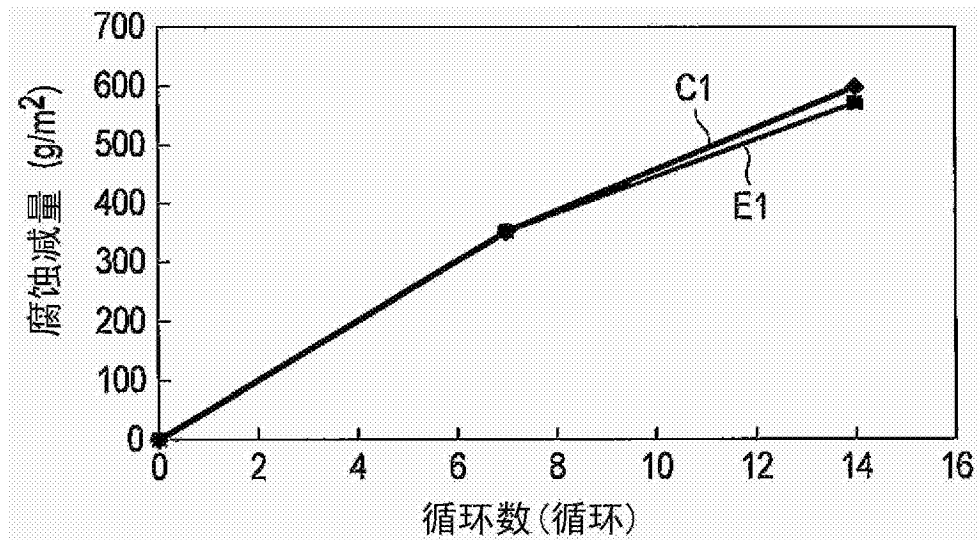


图2

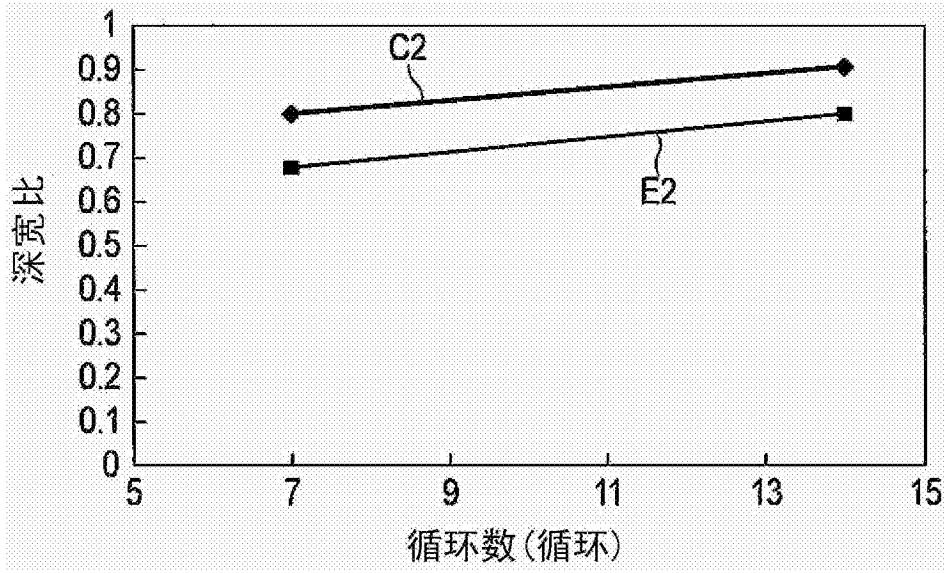


图3

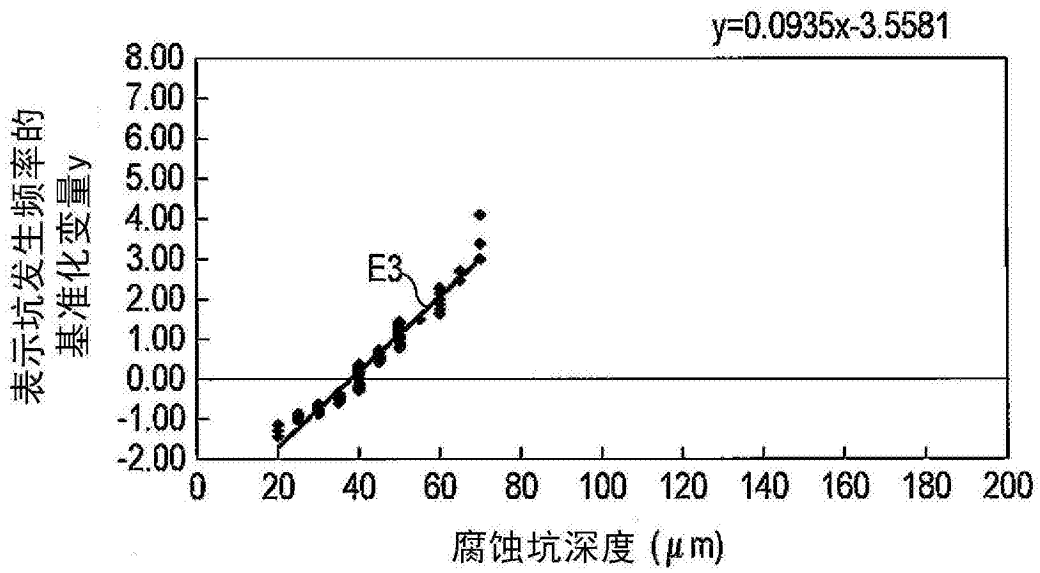


图4

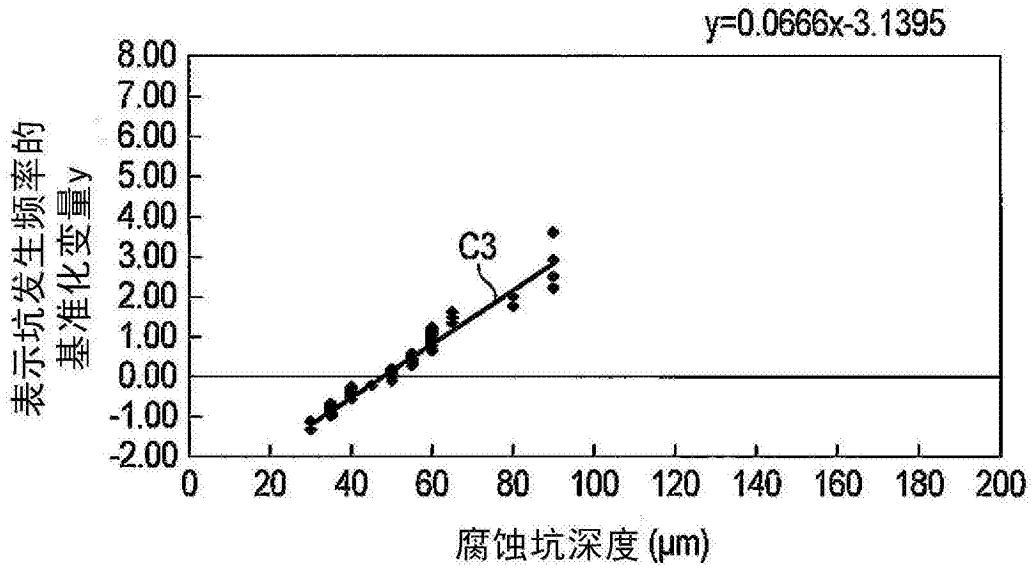


图5

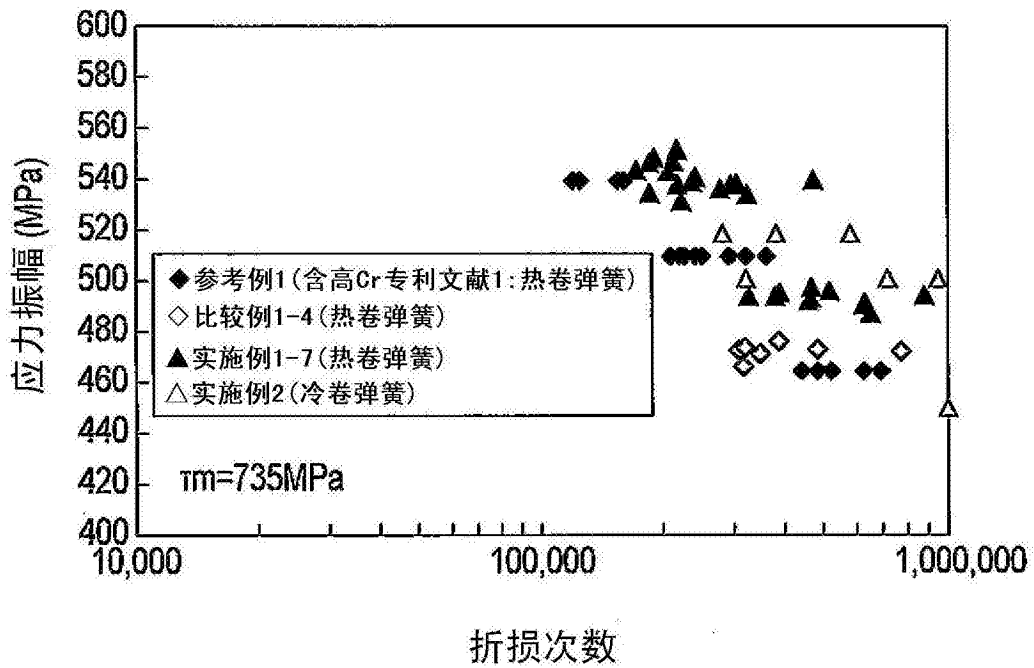


图6

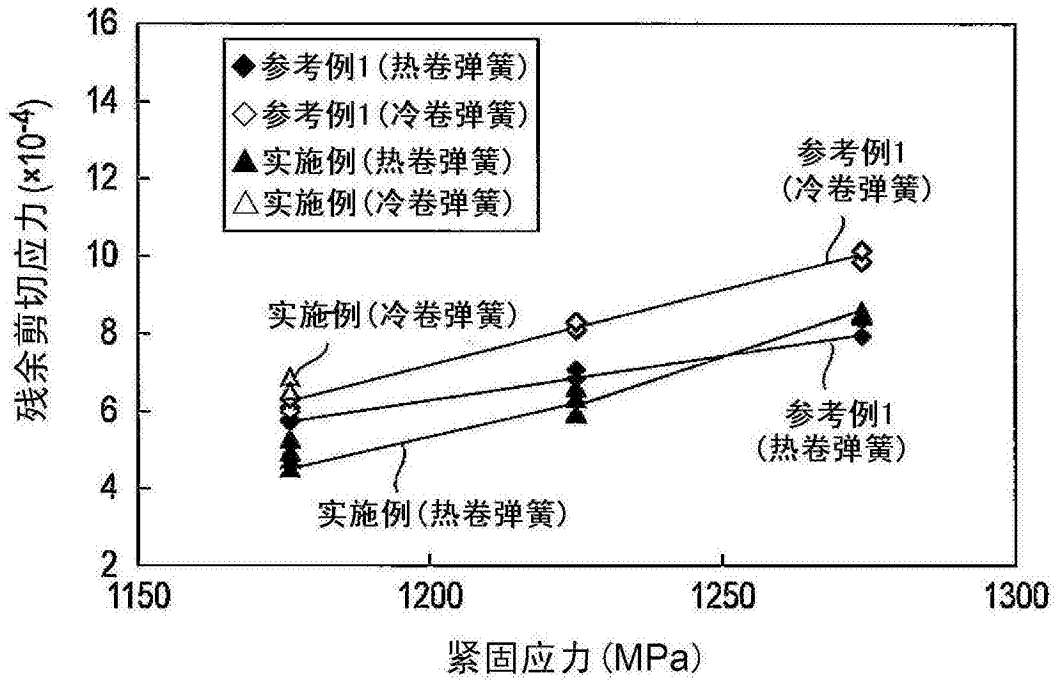


图7